

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 07-216497  
(43)Date of publication of application : 15.08.1995

---

(51)Int.Cl. C22C 38/00  
C21D 8/02  
C22C 38/10  
C23C 8/26

---

(21)Application number : 06-011772 (71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD  
(22)Date of filing : 03.02.1994 (72)Inventor : FUKUI KIYOSHI

---

**(54) STEEL SHEET OR STEEL SHEET PARTS WITH HIGH FATIGUE STRENGTH AND THEIR  
PRODUCTION**

**(57)Abstract:**

PURPOSE: To attain superior formability at the time of plastic working and the property of improving the strength of a base material at the time of nitriding treatment by specifying a composition and controlling an internal structure.

CONSTITUTION: A steel sheet, as a stock, has a composition consisting of, by weight ratio, 0.10–0.70% C, 0.05–1.0% Si, 0.05–0.50% Mn, ≤2.00% Ni, 0.01–1.00% acid-soluble Al, 0.002–0.010% N, 3–50ppm B, ≤0.010% Ca, ≤0.010% S, ≤0.020% P, and the balance essentially Fe. This steel sheet is box-annealed and spheroidal cementite is dispersed in graphite, followed by plastic working to form into required parts shape. Then, the parts are further soaked at 460–500°C in a gaseous mixture of N<sub>2</sub> and H<sub>2</sub> or in a gaseous mixture, prepared by adding CO and/or CO<sub>2</sub> to the former gaseous mixture, for 1 to 30hr, by which a surface layer nitrided structure of ≤50 μm thickness and an internal structure consisting of ferrite, graphite, and cementite in which grain size is regulated to two levels of ≥0.2 μm and ≤0.05 μm can be formed.

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平7-216497

(43)公開日 平成7年(1995)8月15日

(51)Int.Cl.<sup>6</sup>

C 22 C 38/00

C 21 D 8/02

C 22 C 38/10

C 23 C 8/26

識別記号

庁内整理番号

F I

技術表示箇所

3 0 1 A

B 7217-4K

審査請求 未請求 請求項の数2 O L (全9頁)

(21)出願番号

特願平6-11772

(22)出願日

平成6年(1994)2月3日

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72)発明者 福井 清

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住

友金属工業株式会社内

(74)代理人 弁理士 穂上 照忠 (外1名)

(54)【発明の名称】 高疲労強度の薄鋼板または薄鋼板部品およびその製造方法

(57)【要約】 (修正有)

【構成】 C, Si, Mn, Ni, S o l, Al, N, B, Ca, P, S が特定された鋼板において、表層組織として厚さ 50  $\mu$ m 以下の窒化層を有し、内部組織がフェライト (FE)、黒鉛および径が 0.2  $\mu$ m 以上と 0.05  $\mu$ m 以下の 2 水準に分かれたセメンタイト (CM) からなる薄鋼板又は薄鋼板部品であり、上記の素材薄鋼板を、650~780°C で箱焼鈍して球状化 CM と黒鉛を分散させた後、塑性加工し、更に 400~650°C で N<sub>2</sub> と H<sub>2</sub> の混合ガス、又はこのガスに CO, CO<sub>2</sub> の 1 種以上を加えた混合ガス雰囲気中で 1 hr 以上 30 hr 以下均熱し、上記の窒化表層と内部組織を形成させる薄鋼板又は薄鋼板部品の製造方法。

【効果】 窒化処理を適用し表層厚さと内部組織を制御することで、母材強度を上昇させ、疲労強度が向上した薄鋼板又はその部品を得ることができる。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】重量割合で、C:0.10~0.70%、Si:0.05~1.00%、Mn:0.05~0.50%、Ni:2.00%以下（無添加でもよい）、sol.Al:0.01~1.00%、N:0.002~0.010%、B:3~50ppm およびCa:0.010%以下（無添加でもよい）を含有し、残部は実質的にFeおよび不可避的不純物からなり、不純物中のPは0.020%以下、Sは0.010%以下であり、その表層組織として厚さ50μm以下の窒化層を有し、内部組織がフェライト、黒鉛および粒径が0.2μm以上と0.05μm以下の2水準に分かれたセメントタイトからなることを特徴とする薄鋼板または薄鋼板部品。

【請求項2】重量割合で、C:0.10~0.70%、Si:0.05~1.00%、Mn:0.05~0.50%、Ni:2.00%以下（無添加でもよい）、sol.Al:0.01~1.00%、N:0.002~0.010%、B:3~50ppm およびCa:0.010%以下（無添加でもよい）を含有し、残部は実質的にFeおよび不可避的不純物からなり、不純物中のPは0.020%以下、Sは0.010%以下である素材薄鋼板を、650~780℃で箱焼鈍することにより鋼中に球状化セメントタイトと黒鉛を分散させた後、塑性加工を施し、さらに400~650℃でN<sub>2</sub>とH<sub>2</sub>との混合ガス、またはこの混合ガスにCO、CO<sub>2</sub>の1種以上を加えた混合ガス雰囲気中で1時間以上30時間以下均熱し、厚さ50μm以下の窒化層からなる表層組織と、フェライト、黒鉛および粒径が0.2μm以上と0.05μm以下の2水準に分かれたセメントタイトからなる内部組織とを形成させることを特徴とする薄鋼板または薄鋼板部品の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、自動車用等の高強度部品として好適な、高い疲労強度を有する薄鋼板または薄鋼板部品およびその製造方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】一般に、複雑な形状と高い疲労強度を必要とする鋼製部品には、鉄鋼メーカーで製造された鋼板または条鋼等に塑性加工を施した後、ガス窒化または溶融青酸塩中の窒化（タフトライド）等の処理により表面を硬化させたものが用いられている。このような処理に供される鋼種では一般に、塑性加工の段階で高い伸びが必要であるため、C量の低いものが用いられる。しかしこのような鋼種の場合、C量が低いことから塑性加工時の加工硬化により引張強度が上昇しても、窒化処理での温度上昇により軟化する。このため、表層の窒化層の形成による疲労強度上昇効果は得られるものの、その強度上昇には限界がある。このような理由で、表面層硬度の上昇を目的として窒化処理する際に、同時に材料自体の強度上昇が可能な素材鋼板とその強度上昇方法の開発が望まれている。

## 【0003】特開昭64-25946号公報及び特開平2-10

7742号公報等には、低炭素から中炭素の素材鋼板の組織をフェライトと黒鉛またはフェライト、黒鉛およびセメントタイトからなるものとし、成形性、焼入性等を向上させた鋼板が示されている。しかしこれらの発明では、窒化処理時に母材強度を向上させ得るような方法は示されていない。

【0004】自動車変速機用ギヤ等の製造の際の窒化処理は、特開平2-107742号公報に開示されているように、中炭素鋼または低炭素鋼がその対象である。このような鋼種に対して窒化処理中に母材強度を上昇させる方法としては、Cuを添加して窒化温度域でε-Cuを析出させるか、またはNb等を添加して窒化温度域でNbN、NbC等の析出物を形成させる等の手段が検討されている。しかし、これら合金元素を添加すると塑性加工前の材料強度が上昇し、十分な成形性が得られない等の問題が発生する。

【0005】自動車変速機用ギヤ等の製造を目的として、例えば鉄と鋼,78,8(1992),p.1383等にこの課題の解決策が示されている。上記論文に示される方法は、Cu、Nbを添加しない鋼を対象として、熱間鍛造さらには冷間鍛造を施してギヤ歯を成形し、さらに必要に応じてこの製品を浸炭または軟窒化処理して歯部の硬度を増大せしめるものであり、軟窒化処理においては母材そのものの強度上昇効果を期待することはできない。

## 【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明は上記の課題を解決するためになされたものである。本発明の目的は、鋼板の塑性加工時には一般的の低炭素鋼と同等の成形性を有し、かつ塑性加工後の窒化処理時に母材強度が上昇した薄鋼板または薄鋼板部品とその製造方法を提供することにある。

## 【0007】

【課題を解決するための手段】本発明の要旨は、次の(1)の薄鋼板または薄鋼板部品および(2)のその製造方法にある。

【0008】(1)重量割合で、C:0.10~0.70%、Si:0.05~1.00%、Mn:0.05~0.50%、Ni:2.00%以下（無添加でもよい）、sol.Al:0.01~1.00%、N:0.002~0.010%、B:3~50ppm およびCa:0.010%以下（無添加でもよい）を含有し、残部は実質的にFeおよび不可避的不純物からなり、不純物中のPは0.020%以下、Sは0.010%以下であり、その表層組織として厚さ50μm以下の窒化層を有し、内部組織がフェライト、黒鉛および粒径が0.2μm以上と0.05μm以下の2水準に分かれたセメントタイトからなることを特徴とする薄鋼板または薄鋼板部品。

【0009】(2)重量割合で、C:0.10~0.70%、Si:0.05~1.00%、Mn:0.05~0.50%、Ni:2.00%以下（無添加でもよい）、sol.Al:0.01~1.00%、N:0.002~0.010%、B:3~50ppm およびCa:0.010%以下（無

添加でもよい)を含有し、残部は実質的にFeおよび不可避的不純物からなり、不純物中のPは0.020%以下、Sは0.010%以下である素材薄鋼板を、650~780℃で箱焼鈍することにより鋼中に球状化セメンタイトと黒鉛を分散させた後、塑性加工を施し、更に400~650℃でN<sub>2</sub>とH<sub>2</sub>との混合ガス、またはこの混合ガスにCO、CO<sub>2</sub>の1種以上を加えた混合ガス雰囲気中で1時間以上30時間以下均熱し、厚さ50μm以下の窒化層からなる表層組織と、フェライト、黒鉛および粒径が0.2μm以上と0.05μm以下の2水準に分かれたセメンタイトからなる内部組織とを形成させることを特徴とする薄鋼板または薄鋼板部品の製造方法。

【0010】Ni:2.00%以下、Ca:0.010%以下とは、いずれも0%であってもよく、必要に応じて、それぞれ上限を2.00%、0.010%として含有させることを意味する。

【0011】なお、上記の薄鋼板部品とは、薄鋼板を素材として深絞り加工、転造加工、スピニング加工などにより成形された部品、例えば、ギヤ、プーリー、ハブなどを意味する。

【0012】本発明者は前記課題の解決策として、材料と製造方法の両面から次のような具体的手段の検討を進めた。

【0013】材料面では、

・0.10%C以上の鋼種で、焼鈍後の鋼板の段階ではCを黒鉛として鋼中に分散させて強度を低下させ、従来の軟鋼板と同等の伸びを維持させること。

【0014】・窒化処理のための加熱時に、鋼中のCを、Cu、V等を含む析出物の代替として作用する極微細なセメンタイトとして鋼板の内部(母材部)に再析出させること。

【0015】・この再析出により、C量に応じて引張強度を上昇させ、強度を最大200MPa上昇させること。

【0016】製造方法面では、

・極微細セメンタイトの析出が可能なように、400~650℃での窒化処理が可能な製造プロセスを用いること。

【0017】その結果、本発明者は次の①~⑨の知見を得て本発明をなした。

【0018】①焼鈍後において、軟質化と高い伸びを確保するために黒鉛化の促進を図り、さらに窒化処理後に極微細セメンタイトを形成させるには、C量の下限は0.10%とする必要があること。

【0019】②焼鈍工程でセメンタイトを黒鉛化するには、固溶硬化作用の大きなSi、sol.Alよりも、その作用が小さいBの添加が有効であること。同じく固溶硬化作用の小さいNi、Caは必要に応じて添加すればよいこと。

【0020】③Mnは、黒鉛組織を確保するため上限を0.50%、MnSとして析出させること等により韌性を確保するため下限を0.05%、とする必要があること。

【0021】④P、S量の低減も必要であるが、特にC

量が0.2~0.4%を上限とした中炭素域では、黒鉛化を促進して高い伸びを得るにはP量を極力低減することが求められ、Pの上限は0.020%とする必要があること。

【0022】⑤このような化学組成からなる素材鋼板を650~780℃の範囲で箱焼鈍することでセメンタイトが黒鉛化し、球状化セメンタイトと黒鉛が分散すること。

【0023】⑥塑性加工後の窒化処理と、極微細なセメンタイトを析出させ材料強度の上昇を図ることを効率的に両立させるためには、窒化条件をNH<sub>3</sub>+H<sub>2</sub>雰囲気とし、400~650℃の温度域で1時間以上30時間以下均熱する必要があること。

【0024】

【作用】本発明の薄鋼板または薄鋼板部品の素材となる鋼板の化学組成と組織、製品薄鋼板の製造方法と組織を前記のように定めた理由を説明する。

【0025】I.素材鋼板の化学組成

C:0.10~0.70%

焼鈍後に黒鉛化組織を得、さらに窒化処理後に極微細セメンタイトを形成させるには、ある程度以上のC含有量が必要となることから、その下限は0.10%とした。一方、0.70%を超えて過度に含有量を増加させると、素材鋼板の箱焼鈍において黒鉛の形成は促進されるものの、鋼中の黒鉛が介在物として悪影響を現し、成形性を劣化させることから、その上限は0.70%とした。

【0026】Si:0.05~1.00%

Siはセメンタイトの黒鉛化には必要な成分であり、また脱酸材として一定量以上添加する必要があるため、その下限は0.05%とした。一方、焼鈍後の鋼板の成形時の引張強度を極力低減させる必要があることから、固溶硬化能の高いSiは極力その高い含有量を避け、その上限値は1.00%とした。

【0027】Mn:0.05~0.50%

Mnはセメンタイトを安定化し、焼鈍均熱中のセメンタイトの分解を抑制する。

【0028】このため、Mn含有量が0.50%を超えると黒鉛の析出に対して著しい阻害要因となる。しかし、Mnは鋼の焼入れ性向上あるいは鋼中のSと化合しMnSを形成することによる韌性向上等の効果を有し、一定量以上含有させる必要があることから、その下限は0.05%とした。

【0029】sol.Al:0.01~1.00%

sol.Alは含有量の多い方が黒鉛の析出が容易になる。この効果は0.01%未満では得られない。一方、1.00%を超えて過剰に含有させると、フェライトの固溶硬化とともに鋼中に酸化物析出が増大する等の弊害をもたらす。この結果、窒化処理後の製品の韌性が著しく劣化する場合がある。このため、その上限は1.00%とした。

【0030】N:0.002~0.010%

Nは鋼中に不可避的に含有される元素であるが、焼鈍時にBと結合してBNを形成しBNを核とした黒鉛形成を

促進するため、一定量以上の含有量になるように制御する必要があり、その下限を0.002 %とした。一方、B含有量が0.010 %を超えると、鋼中Nの含有量が過度に増大し伸びの劣化等を招くことから、その上限を0.010 %とした。

【0031】B: 3~50ppm

Bは窒化処理後の韌性を改善するとともに、焼鈍後の黒鉛形成を促進することから、一定量以上添加することとした。これら効果を得るために有効B量の最低値は3ppmであり、一方、50ppmを上回ると熱延時にFeBを形成し、韌性に対して悪影響を与える。よって、B含有量の範囲は3~50ppmとした。

【0032】P: 0.020 %以下

Pはセメンタイトとフェライトとの界面に偏析するとされており、C元素の移動を抑制して黒鉛の析出を著しく阻害する元素であるので、P含有量はできるだけ低い方がよい。特に、黒鉛化に対する箱焼鈍時間の短縮（最大均熱時間36hr以内）を図るため、Pの許容上限は0.020 %とした。

【0033】S: 0.010 %以下

SもPと同様に黒鉛化を阻害する元素であり、その含有量が増えると黒鉛化に要する箱焼鈍時間が増大する。また、韌性を著しく低下させることから、鋼中のSは極力低減する必要がある。このため、Sの許容上限は0.010 %とした。

【0034】Ni: 2.00%以下

Niは、Siとともに黒鉛化を促進する元素であるが、Siほどフェライトに対する固溶硬化能ではなく、焼鈍後の鋼板の軟質化を引き出すのに有効な元素である。このため、黒鉛化の促進を目的として必要に応じて添加するものとした。しかし、2.00%を超えて過剰に含有させるとフェライトの固溶硬化を招くとともに、コストの上昇を招くことから、その上限は2.00%とした。

【0035】Ca: 0.010 %以下

鋼中へのCaの添加は、鋼中の固溶酸素を低減する効果およびAl系酸化物を低減する効果を有している。焼鈍時の黒鉛化促進のため、sol.Al含有量は前記の範囲に維持する必要があり、このため鋼中のAl系酸化物の増大が懸念される場合がある。また、Mn含有量も前記のように抑制する必要があることから、鋼中の固溶SをMnSとして固定して低減する効果が十分得られない場合がある。

【0036】したがって、Al系酸化物を低減したり、Ca系硫化物としてSを固定する必要がある場合には、必要に応じてCaを含有させるのがよい。含有させる場合、0.010%を超えるとこれらの効果は飽和し、コストの上昇を招くとともに、鋼中のCa系酸化物、硫化物が増大することから、その上限は0.010 %とした。

【0037】II. 鋼板の組織

焼鈍後の鋼板：塑性加工前の母材の鋼組織は、所定条件の箱焼鈍により、球状化セメンタイトと黒鉛とが分散し

たものとする。成形性の向上には黒鉛の析出が有効であるものの、セメンタイトの全てが黒鉛化する必要はなく、一方、そのセメンタイトの黒鉛化には非常に大きな熱エネルギーを必要とする。このため、低コストで高い成形性を確保するため、球状化セメンタイトと黒鉛の2種が分散したものとした。

【0038】このときの望ましい球状化セメンタイトの大きさは、直径が0.2μm以上の粗粒である。

【0039】製品の薄鋼板または薄鋼板部品：本発明の薄鋼板または薄鋼板部品は、その表面に厚さ50μm以下の窒化層を有し、母材部の内部組織がフェライト、黒鉛および粒径が0.2μm以上と0.05μm以下の2水準に分かれたセメンタイトの3種類からなるものである。

【0040】【表層の窒化層】表層の窒化層はFe<sub>3</sub>Nを主体とする層であり、高い疲労強度と耐摩耗性を付与するために必要な表面硬化層である。その厚さが50μmを超えると、韌性が劣化するほか、窒化のためのコストも増大する。厚さの望ましい下限は、15μmである。この厚さは、フェライト粒径の1層（1個）以上に相当するものである。

【0041】【窒化処理後の内部組織とそのセメンタイトの粒径】内部の母材組織は、窒化処理時の所定条件での均熱により得られるものであり、前記の3種類のものからなるようにすることにより、引張強度、疲労強度が向上する。

【0042】高い疲労強度は、前記の窒化層の形成と、黒鉛からフェライト中へ拡散したCから析出した粒径が0.05μm以下の極微細セメンタイトとによって得られる。

【0043】素材鋼板の焼鈍中に、ある程度のセメンタイトを黒鉛化すると、黒鉛化できずに残存するセメンタイトは、球状化組織として粒径が0.2μm以上に成長して残存する（以下、この粗粒セメンタイトをFe<sub>3</sub>C Iと記す）。しかしこのような粗粒セメンタイトは析出量が少なく、引張強度へ与える影響は小さいので疲労強度も上昇しない。一方、粒径が0.05μm以下の極微細セメンタイト（以下、Fe<sub>3</sub>C IIIと記す）は、素材鋼板の焼鈍後にはフェライト中に残存しないが、窒化処理時に黒鉛から拡散したCによって析出する。Fe<sub>3</sub>C IIIがフェライト中に析出した場合、その引張強度を上昇させ、同時に疲労強度も上昇させる。

【0044】しかし、粒径が0.05μmを超える0.2μm未満のセメンタイト（以下、Fe<sub>3</sub>C IIと記す）が、素材鋼板の焼鈍後、窒化処理前に鋼中に存在すると、窒化処理中に析出してくるFe<sub>3</sub>C IIIがFe<sub>3</sub>C IIに吸着され粗大化することにより、強度上昇効果が得られない。

【0045】このため、窒化処理前の優れた成形性と、窒化処理後に高い疲労強度を得ることを両立させるには、素材鋼板の焼鈍時には0.2μm以上のFe<sub>3</sub>C Iを分散させ、窒化処理後はこのFe<sub>3</sub>C Iのほか、0.05μm以下の

$Fe_3C$  IIIを分散させた組織とする必要がある。

【0046】III. 製造方法および条件

本発明の薄鋼板または薄鋼板部品は、次の方法で製造する。すなわち、前記の化学組成の鋼スラブなどを常法により熱間圧延し、またはさらに必要に応じて常法により冷間圧延を加えて素材薄鋼板とし、これを箱焼鈍により球状化セメンタイトと黒鉛を分散させて良好な成形性と軟鋼並の強度伸び特性とを有する鋼板とした後、深絞り、冷間鍛造などの冷間加工または冷間圧延などの方法で部品形状または板状に塑性加工を施し、その後表面の窒化処理を行うと同時に、内部組織を適切に制御する。

【0047】素材鋼板の黒鉛、球状化セメンタイト析出の焼鈍条件：窒化処理前の段階で鋼板の成形性を向上させるためには、素材薄鋼板に箱焼鈍を施してセメンタイトを黒鉛化し、球状化セメンタイトと黒鉛を分散させる必要がある。しかし、全てのセメンタイトを黒鉛化するには、長時間の箱焼鈍が必要となり、コストの増大を招く。また、このセメンタイト全量を黒鉛化すると、マトリクスであるフェライトは粗粒化し、強度とさらに伸びも低下する。よって、セメンタイトが適正な大きさに球状化して分散状態で残存し、残りのセメンタイトが黒鉛化して分散した組織としなければならない。

【0048】望ましい箱焼鈍条件は、650～780 °C、12～24時間の範囲である。鋼中のセメンタイトを黒鉛化するには非常に長時間が必要であり、箱焼鈍を用いる。このとき、黒鉛化に必要な温度条件としては650 °C以上の均熱温度が必要であり、これ未満の温度では、セメンタイトの黒鉛化に非常に長時間を要し、工業的な方法として成立しない。一方、780 °Cを越えるとマトリクスがオーステナイト化し、セメンタイトがマトリクス中に分解固溶することから、高疲労強度を発揮する所望の組織が得られない。

【0049】塑性加工後の窒化処理条件：表層に窒化層を形成するには、窒素を含有する雰囲気中で加熱する必要があるが、特に窒化層形成の処理時間短縮を目的として、雰囲気は $N_2$ と $H_2$ との混合ガス、またはこの混合ガスに $CO$ 、 $CO_2$ の1種以上を加えた混合ガスを用いて、 $NH_3$ または $NH_3 + H_2$ 、もしくは $NH_3 - N_2 - CO - H_2 - CO_2$ の混合雰囲気とするのがよい。

【0050】処理温度は400～650 °Cの範囲で均熱する。後述する実施例2で示すように、400 °C未満または650 °Cを超える温度では、望ましい窒化層厚さの形成と強度上昇をもたらす $Fe_3C$  IIIの形成がともに困難であり、セメンタイトは $Fe_3C$  Iと $Fe_3C$  IIしか得られない。

【0051】窒化処理のための均熱時間は1時間以上30時間以下とする。後述する実施例2で示すように、1時

間未満では窒化層厚さの望ましい下限である15  $\mu m$ が確保されない上に、強度上昇をもたらす $Fe_3C$  IIIの形成が困難である。一方、30時間を超えると、その厚さが上限である50  $\mu m$ を超えるとともに、 $Fe_3C$  IIIが粗大化してセメンタイトは $Fe_3C$  Iと $Fe_3C$  IIしか得られず、強度上昇効果が損なわれる。

【0052】このような工程と条件で製造される薄鋼板または薄鋼板部品は、表層に所望の窒化層を有する上、内部の母材部には、フェライト、黒鉛および粒径が0.2  $\mu m$ 以上と0.05  $\mu m$ 以下の2水準に分かれたセメンタイトが形成され、高い疲労強度を有するものとなる。

【0053】

【実施例】

【実施例1】実験室真空溶解炉で溶製した表1に示す化学組成の鋼の鋼塊を、板厚30mmに鍛造し、引き継ぎ板厚4mmの薄鋼板に熱間圧延した後、さらに板厚2.0mmに冷間圧延し、素材鋼板とした。これらを表2に示す焼鈍条件で箱焼鈍し、機械的性質を調査した。

【0054】焼鈍後の鋼板に、さらに5%の塑性歪みを加えた後、50% $NH_3$  - 20% $N_2$  - 10% $CO$  - 10% $H_2$  - 10% $CO_2$ からなる480°Cの雰囲気ガス中で12時間均熱する方法で表層に窒化層を設け、窒化処理後の窒化層深さ、母材部のセメンタイトの粒径、引張強度、表層硬度を調査した。なお、このときの引張試験は、全てJIS 13B試験片を用いて行った。

【0055】さらに、窒化処理後の疲労強度を次の方法で測定した。

【0056】上記焼鈍後の同じ板厚で平行部幅20mm、長さ50mmの試験片に対し、中央部と幅方向との両側から深さ2mm、先端角度30°、 $R = 0.5mm$ のノッチを切り込み、この試験片を上記と同一条件で窒化した後、4Hzの周期の応力振幅 200～500 N/mm<sup>2</sup>の範囲で $2 \times 10^6$ 回までの測定で求めた。これらの結果を表2に示す。セメンタイトの粒径の欄に示す○は鋼板中に存在すること、×は同じく存在しないことを意味する。

【0057】表2から明らかのように、本発明で定める化学組成を有する鋼2～4から製造された鋼板では、いずれも焼鈍後は良好な伸びを有し、かつ窒化処理後は強度上昇が認められ、疲労強度も高い。これに対し、本発明の範囲外の化学組成である鋼1から製造された鋼板では、窒化処理による強度上昇がほとんどなく、疲労強度も低い。また、同じく鋼5から製造された鋼板では、焼鈍後の伸びが低く、塑性加工に適していない。

【0058】

【表1】

表 1

鋼	化 学 組 成 (wt%、bal.:Fe, 不純物)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	sol.Al	B	Ca	N
1	*0.06	0.28	0.18	0.015	0.011	0.38	0.090	0.0025	0.0042	0.0040
2	0.18	0.25	0.17	0.013	0.010	0.32	0.085	0.0032	0.0038	0.0038
3	0.46	0.22	0.16	0.012	0.008	0.26	0.080	0.0024	0.0034	0.0035
4	0.67	0.20	0.14	0.006	0.007	0.21	0.075	0.0016	0.0030	0.0033
5	*0.86	0.21	0.15	0.009	0.007	0.24	0.078	0.0020	0.0032	0.0034

(注) \*印は本発明の範囲から外れていることを示す。

【0059】

\* \* 【表2】

表 2

鋼	箱焼鈍 温度 (°C)	焼 鈍 時 間 (h)	焼 鈍 後		窒化処理後セメント粒 (μm)			窒化層 厚 さ (μm)	窒化 後 引 張 強 度 (N/mm <sup>2</sup> )	窒化 後 表 面 硬 度 (Hv)	窒化 後 疲 労 強 度 (N/mm <sup>2</sup> )
			TS (MPa)	EL (%)	0.05 以下	0.05を超 え 未満	0.20 以上				
1	710	24	310	46	×	×	○	43	306	876	240
2	690	24	334	44	○	×	○	41	356	892	283
3	690	24	323	47	○	×	○	39	435	885	345
4	670	24	323	42	○	×	○	37	519	863	392
5	680	24	316	38	○	×	○	38	543	874	380

【0060】【実施例2】実験室真空溶解炉で溶製した表3に示す化学組成の鋼の鋼塊を、板厚30mmに鍛造し、引き継ぎ板厚4mmの薄鋼板に熱間圧延し、素材鋼板とした。これらを板厚1.5mmに冷間圧延した後、表4に示す焼鈍条件で箱焼鈍し、機械的性質を調査した。

【0061】焼鈍後の鋼板に、さらに5%の塑性歪みを加えた後、表4に示す条件で窒化処理して表層に窒化層を設け、窒化処理後の窒化層深さ、母材部のセメントイトの粒径、引張強度、表層硬度を調査した。なお、このときの引張試験は、全てJIS13B試験片を用いて行った。表4の窒化処理雰囲気の欄に示すRXは、RXガス(ブタン分解ガス: 例えは、30%CH<sub>4</sub> - 60%H<sub>2</sub> - 4%N<sub>2</sub> - 5%CO - 1%CO<sub>2</sub>)を意味する。

【0062】さらに、窒化処理後の疲労強度を実施例1と同様の方法で測定した。これらの結果を表4に示す。

【0063】表4から明らかなように、本発明で定める条件を満たすプロセスB、C、E、F、H、I、Jにより40り製造された鋼板では、いずれも焼鈍後の成形性が良好※

※で、かつ窒化処理後には高い表層硬度と引張強度の上昇がみられる。

【0064】プロセスAでは、窒化処理温度が低く、望ましい窒化層の厚さやFe<sub>3</sub>C III組織が得られていないため、表層硬化、強度上昇がみられない。また、プロセスDでは窒化処理温度が高すぎ、望ましいFe<sub>3</sub>C III組織が得られていないため、表層硬度が低下している上に引張強度上昇も小さい。

【0065】一方、プロセスGでは窒化時間が短く、望ましい窒化層の厚さやFe<sub>3</sub>C III組織が得られていないため、表層硬化、引張強度の上昇が小さい。プロセスKでは、窒化処理時間が過度に長く、望ましいFe<sub>3</sub>C III組織が得られていないため、引張強度上昇が小さい。

【0066】窒化処理後の引張強度の上昇が小さいプロセスA、D、GおよびKでは、疲労強度も低くなっている。

【0067】

【表3】

表 3

鋼	化 学 組 成 (wt%、bal.:Fe, 不純物)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	sol.Al	B	Ca	N
6	0.56	0.26	0.18	0.008	0.011	0.35	0.088	0.0036	0.0040	0.0039

【0068】

【表4】

表4

プロセス	箱焼成度(°C)	焼成時間(h)	TS (MPa)	EL (%)	温度 (°C)	雰囲気	時間 (h)	窒化処理後セメント粒(μm)			窒化後引張強度 (N/mm <sup>2</sup> )	窒化後表層硬度 (HV)	窒化後疲労強度 (N/mm <sup>2</sup> )
								0.05 以下	0.05 を超え 未満	0.20 以上			
A	690	24	310	46.0	* 370	NH <sub>3</sub>	24	×	×	○	2	318	579
B	670	24	314	47.3	480	NH <sub>3</sub>	24	○	×	○	26	423	783
C	670	24	308	49.8	580	NH <sub>3</sub>	24	○	×	○	52	468	895
D	670	24	308	49.4	* 670	NH <sub>3</sub>	24	×	○	○	9	334	687
E	670	24	310	49.0	560	30%NH <sub>3</sub> +H <sub>2</sub>	6	○	×	○	18	398	763
F	670	24	315	46.9	560	50%NH <sub>3</sub> +RX	5	○	×	○	32	379	795
G	670	24	313	47.7	560	90%NH <sub>3</sub> +RX	* 0.5	×	×	○	3	321	580
H	670	24	308	50.0	560	90%NH <sub>3</sub> +RX	2	○	×	○	15	356	789
I	670	24	311	48.6	560	90%NH <sub>3</sub> +RX	10	○	×	○	43	435	905
J	670	24	312	48.1	560	90%NH <sub>3</sub> +RX	20	○	×	○	67	467	921
K	670	24	315	46.9	560	90%NH <sub>3</sub> +RX	* 40	×	○	○	83	354	985

(注) \* 印は本発明の範囲から外れていることを示す。

【0069】〔実施例3〕実験室真空溶解炉で溶製した表5に示す化学組成の鋼の鋼塊を、板厚30mmに鍛造し、引き続き板厚1.8mmの薄鋼板に熱間圧延し、素材鋼板とした。これらの熱延鋼板を表6に示す焼鈍条件で箱焼鈍し、実施例1と同様の機械的性質を調査した。

【0070】焼鈍後の鋼板に5%の塑性歪みを加えた後、実施例1と同じ条件で表層に窒化層を設け、窒化処理後の窒化層深さ、母材部のセメントタイトの粒径、引張

強度、表層硬度および窒化処理後の疲労強度を調査した。これらの結果を表6に示す。

【0071】表6からわかるように、Si含有量が本発明の範囲を超える鋼24から製造された鋼板では、焼鈍温度が本発明で定める範囲であっても焼鈍後の成形性が得られない。Mn含有量が本発明の範囲を超える鋼25による鋼板では、焼鈍段階で黒鉛析出が抑制され、伸びが不十分である。鋼26による鋼板では、焼鈍温度が低すぎるた

め、セメンタイトの黒鉛化が不十分で窒化処理で $Fe_3CII$ が生成し、疲労強度が低い。鋼27から製造された鋼板では、焼純温度が高すぎるため、窒化処理で $Fe_3CII$ も生成し、疲労強度が低い。本発明で定める条件を全て満たし\*

表 5

\*で製造された鋼板では、所望の組織と良好な強度が得られている。

【0072】

【表5】

鋼	化 学 组 成 (wt%、bal.:Fe, 不純物)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	sol.Al	B	Ca	N
7	0.54	0.05	0.16	0.012	0.006	Tr	0.078	0.0013	Tr	0.0038
8	0.57	0.76	0.20	0.016	0.008	Tr	0.081	0.0017	Tr	0.0041
9	0.52	0.23	0.08	0.010	0.005	Tr	0.075	0.0011	Tr	0.0035
10	0.51	0.22	0.43	0.009	0.004	Tr	0.074	0.0010	Tr	0.0034
11	0.53	0.24	0.15	0.011	0.005	Tr	0.076	0.0012	Tr	0.0036
12	0.50	0.20	0.11	0.008	0.003	0.09	0.073	0.0008	Tr	0.0033
13	0.54	0.26	0.16	0.012	0.006	1.23	0.078	0.0013	0.0027	0.0038
14	0.49	0.19	0.09	0.006	0.003	0.26	0.071	0.0007	0.0014	0.0031
15	0.51	0.22	0.12	0.008	0.004	0.24	0.074	0.0010	0.0020	0.0034
16	0.49	0.19	0.08	0.006	0.003	0.28	0.071	0.0007	0.0014	0.0031
17	0.55	0.27	0.17	0.014	0.007	0.22	0.078	0.0040	0.0029	0.0039
18	0.56	0.28	0.19	0.015	0.007	0.30	0.080	0.0016	0.0032	0.0040
19	0.54	0.28	0.16	0.012	0.006	0.20	0.078	0.0013	0.0027	0.0038
20	0.52	0.23	0.13	0.010	0.005	Tr	0.075	0.0011	0.0022	0.0035
21	0.56	0.28	0.19	0.015	0.007	0.20	0.080	0.0016	0.0032	0.0040
22	0.49	0.19	0.09	0.006	0.003	0.32	0.071	0.0007	0.0014	0.0031
23	0.51	0.22	0.12	0.009	0.004	0.34	0.074	0.0010	0.0020	0.0034
24	0.53	*1.24	0.15	0.011	0.005	0.30	0.076	0.0012	0.0024	0.0036
25	0.54	0.26	*0.66	0.012	0.006	0.28	0.078	0.0013	0.0027	0.0038
26	0.52	0.23	0.13	0.010	0.005	0.34	0.075	0.0011	0.0022	0.0035
27	0.55	0.27	0.17	0.014	0.007	0.20	0.079	0.0015	0.0029	0.0039

(注) \*印は本発明の範囲から外れていることを示す。

【0073】

【表6】

表 6

鋼 種	精 焼 純 度 (°C)	焼 純 時 間 (h)	焼 純 後		窒 化 処 理 後 マ ク サ ト ラ ( $\mu$ m)			窒 化 層 厚 さ ( $\mu$ m)	窒 化 後 引 張 強 度 (N/mm <sup>2</sup> )	窒 化 後 表 面 硬 度 (Hv)	窒 化 後 疲 労 強 度 (N/mm <sup>2</sup> )
			TS (MPa)	EL (%)	0.05 以下	0.05を超え 0.20未満	0.20 以上				
7	670	24	325	47.4	○	×	○	34.4	430	874	284
8	670	24	406	37.6	○	×	○	37.6	526	883	363
9	670	24	323	47.9	○	×	○	32.3	418	825	268
10	670	24	409	37.8	○	×	○	31.2	499	813	315
11	670	24	341	45.3	○	×	○	33.3	441	863	297
12	670	24	329	47.3	○	×	○	30.1	414	807	257
13	670	24	376	40.9	○	×	○	34.4	481	815	318
14	670	24	329	47.5	○	×	○	29.1	409	803	250
15	670	24	338	46.0	○	×	○	31.2	428	817	269
16	670	24	330	47.4	○	×	○	29.1	410	809	250
17	670	24	356	43.1	○	×	○	35.5	466	838	312
18	670	24	362	42.2	○	×	○	36.5	477	852	324
19	670	24	350	43.9	○	×	○	34.4	455	827	301
20	670	24	342	45.2	○	×	○	32.3	437	815	280
21	670	24	360	42.5	○	×	○	36.5	475	867	323
22	670	24	331	47.3	○	×	○	29.1	411	805	250
23	670	24	340	45.6	○	×	○	31.2	430	818	271
24	670	24	448	34.3	○	×	○	33.3	548	893	274
25	670	24	527	25.8	○	○	○	34.4	632	885	424
26	* 550	24	523	29.4	○	○	○	32.3	440	873	216
27	* 790	24	455	33.6	○	○	○	35.5	465	890	242

(注) \* 印は本発明の範囲から外れていることを示す。

## 【0074】

【発明の効果】本発明によれば、窒化処理を適用して表面層厚さと内部組織を制御することで、母材強度を上昇さ

せ、疲労強度が向上した薄鋼板または薄鋼板部品を得ることができる。これらを自動車用等の高強度部品に適用すれば、高寿命化の達成が可能である。